

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10219392

PUBLICATION DATE : 18-08-98

APPLICATION DATE : 31-01-97

APPLICATION NUMBER : 09018839

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : AMANO KENICHI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/00 C22C 38/06 C22C 38/14

TITLE : PARTS FOR INDUCTION HARDENING AND PRODUCTION THEREOF

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain parts for induction hardening excellent in machinability and furthermore capable of securing characteristics as parts such as a gear or the like by specifying the compsn. of C, Si, Mn, P, S, Al, O, N and Fe, oxide nonmetallic inclusions and induction hardenability.

SOLUTION: A steel contg., by weight, 0.5 to 0.75% C, 0.5 to 1.8% Si, 0.4 to 1.5% Mn, 0.010 to 0.020% P, $\leq 0.020\%$ S, 0.019 to 0.05% Al, $\leq 0.0015\%$ O and 0.006 to 0.015% N, furthermore contg., at need, prescribed amounts of Mo, B, Ti, Ni, V and Nb, and the balance Fe with inevitable impurities is heated at 1100 to 1250°C and is subjected to hot rolling at $\geq 95\%$ reduction of area, and the rolling is finished at $\geq 1000^\circ\text{C}$. In this way, the parts for induction hardening composed of the steel in which the number of oxide nonmetallic inclusions is regulated to $\leq 2.5/\text{mm}$, also, the maximum size thereof is regulated to $\leq 19\mu\text{m}$, and moreover, the grain size of austenite at the time of induction hardening is regulated to $\leq 16\mu\text{m}$ and capable of obtaining characteristics equal to or above those by the conventional carburizing process can be obt'd.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-219392

(43) 公開日 平成10年(1998) 8月18日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 N
C 2 1 D 8/00		C 2 1 D 8/00	A
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/14		38/14	
審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 18 頁)			
(21) 出願番号	特願平9-18839	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成9年(1997) 1月31日	(72) 発明者	大森 靖浩 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(72) 発明者	星野 俊幸 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(72) 発明者	天野 虔一 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(74) 代理人	弁理士 森 哲也 (外2名)

(54) 【発明の名称】 高周波焼入用部品およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】被削性にも優れると同時に、高周波焼入れ後の歯車に要求される衝撃値、疲労強度、転動疲労寿命などの特性についても従来の浸炭プロセスで製造される歯車と同等以上の高周波焼入部品およびその製造方法を提供する。

【解決手段】鋼の化学組成、鋼中の酸化物系非金属介在物の個数及びサイズを規制し、且つ二次加工プロセスに於ける熱間鍛造条件を規定して、歯車製造プロセスを従来の浸炭焼入れから高周波焼入れに変更する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比で、C：0.5～0.75%、Si：0.5～1.8%、Mn：0.4～1.5%、P：0.010～0.020%、S：0.020%以下、Al：0.019～0.05%、O：0.0015%以下、N：0.006～0.015%を含有し残部Fe及び不可避免的不純物よりなり、酸化物系非金属介在物個数が $2.5/\text{mm}^2$ 以下でかつその最大サイズが $19\mu\text{m}$ 以下であることに加えて、高周波焼入れ時のオーステナイト粒径が $16\mu\text{m}$ 以下である鋼材よりなることを特徴とする高周波焼入用部品。

【請求項2】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、Mo：0.05～0.5%、B：0.0003～0.005%、Ti：0.005～0.05%、Ni：0.1～1.0%の一種以上を含有していることを特徴とする請求項1記載の高周波焼入用部品。

【請求項3】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、V：0.05～0.5%、Nb：0.01～0.5%の少なくとも一種を含有していることを特徴とする請求項1記載の高周波焼入用部品。

【請求項4】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、Mo：0.05～0.5%、B：0.0003～0.005%、Ti：0.005～0.05%、Ni：0.1～1.0%の一種以上とV：0.05～0.5%、Nb：0.01～0.5%の少なくとも一種とを含有していることを特徴とする請求項1記載の高周波焼入用部品。

【請求項5】 請求項1ないし請求項4のいずれかに記載の鋼材を焼片より熱間圧延するに際して、当該焼片を $1100\sim 1250^\circ\text{C}$ の温度領域に加熱し、 1000°C 以上の温度領域で圧延を終了することを特徴とする高周波焼入用部品の製造方法。

【請求項6】 請求項1ないし請求項4のいずれかに記載の鋼材を焼片より熱間圧延するに際して、当該焼片を $1100\sim 1250^\circ\text{C}$ の温度領域に加熱し 1000°C 以上の温度領域で第1段の圧延を終了し、さらに $1050\sim 1150^\circ\text{C}$ の温度領域に加熱し 1000°C 以上の温度領域で第2段の圧延を終了することを特徴とする高周波焼入用部品の製造方法。

【請求項7】 前記焼片から鋼材を熱間圧延する際に、断面減少率が95%以上となる圧延を施すことを特徴とする請求項5または請求項6記載の高周波焼入用部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高周波焼入部品及びその製造方法に関し、特に、従来は炭素鋼に浸炭、窒化などの表面処理を施すことにより製造される歯車等の部品に好適に適用できるものである。

【0002】

【従来の技術】従来、自動車、産業機械に用いられる歯車は、0.2%程度の炭素を含有する浸炭用合金鋼に鍛造、切削、旋削、歯切りを順に施すことにより所定の形状に加工し、その後に浸炭焼入れ焼戻し処理を行って歯車として必要な機能を確保するという方法で製造されている。このような浸炭プロセスによる製造は従来の歯車製造工程の主流となっているが、浸炭には $800\sim 950^\circ\text{C}$ 程度の温度で数時間の処理が必要のため、歯車製造ライン中に組み入れることが困難であり、生産性を向上させることに限界がある。その結果、製造コストの低減にも自ずから限度が生じていた。

【0003】また、浸炭は通常、ガス浸炭法によるのが一般的であるが、ガス浸炭時に被処理材の表面層に不可避免的に表面異常層が発生し、この異常層が疲労強度及び衝撃特性を低下させるために、疲労強度及び衝撃特性の向上に限度があった。また、浸炭焼入れ時に発生する熱処理歪みにより被処理材に変形が生じるため、熱処理条件の厳密な制御が要求される。

【0004】上記した従来の浸炭焼入れ焼戻し処理に伴う問題点を克服するために、浸炭プロセスを前提として、鋼材中のSi、Mn、Crの量を減らすと共にMo、Ni等を添加することによりガス浸炭時に発生する表面異常層を低減し、疲労強度及び衝撃特性の改善を意図した高強度浸炭用鋼が開発されるに至っている。しかしその場合も、高価な合金元素を多量に用いるために鋼材コストの上昇を招くとともに被削性等の加工性を劣化させるため、高強度化は図れるものの製造コストの上昇を招くという問題がある。また、JIS規格SCM435及びS55C等の機械構造用合金鋼及び炭素鋼を用いて、浸炭焼入プロセスよりも生産能率が高い高周波焼入による歯車の製造が試みられているが、これらの鋼は本来、歯車への適用を考慮して決定された化学組成でないために、浸炭プロセスにより製造される歯車のごとく自動車のトランスミッションやデファレンシャルに用いられる高強度の歯車への適用は困難であり、比較的低強度の歯車のみへの適用に留まっている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】こうした高強度部品を製造する際の従来の諸問題を解決するために、たとえば特開昭60-169544号公報には、鋼の化学組成を特定の範囲に規制することにより高周波焼入プロセスによる高強度の歯車製造を可能とする技術が開示されている。

【0006】しかしながら、本発明者らの検討によれば、前記特開昭60-169544号公報に開示の技術では、鋼中に存在する非金属介在物のサイズが大きくて、歯車用鋼等に要求される疲労強度及び転動疲労寿命が確保できないという未解決の課題がある。

【0007】また、Pの含有量が0.01重量%以下に限定されているため、製鋼コストが上昇するという他の

未解決の課題がある。また、上記公報に開示の化学組成では、従来の浸炭用鋼に比較して被削性が極端に低下するために、製造工程において必須のプロセスである切削工程での生産能率が低く、浸炭焼入れより高周波焼入れへのプロセスの変更による生産性の向上に限度があるという更に他の未解決の課題がある。

【0008】本発明は、このような従来技術の未解決の課題に若目してなされたものであり、被削性にも優れると同時に、従来の浸炭プロセスで製造される歯車等の部品に比較して同等以上の特性を確保することが可能な高周波焼入れ用部品およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記の目的を達成するために、歯車に要求される特性を高周波焼入れプロセスにおいて確保するための鋼材の化学組成を検討し、以下のような知見を得るに至った。

【0010】すなわち、歯車には、歯元強度、歯面強度及び衝撃特性が要求される。歯元強度は歯部が繰返し応力を受け歯元部から疲労破壊を生じない最大の応力を意味する。この歯元強度は回転曲げ等の疲労試験による疲労強度と良い相関が有ることから、本発明者らは回転曲げ疲労試験により鋼材化学組成を検討した。

【0011】疲労強度に影響を与える基本的な因子は、材料の硬さ及び非金属介在物である。材料硬さが低下すると疲労強度も低下する。この材料の硬さについて浸炭焼入れ材とほぼ同等の値を高周波焼入れにより確保しようとすると、約0.5重量%程度以上の炭素含有量(C量)が必要である。

【0012】疲労強度を向上させるためには、そればかりでなくオーステナイト粒径を細粒にすることが有効になる。その理由は、疲労亀裂が旧オーステナイト粒径に沿って伸展していくため、これを細粒にすることにより疲労亀裂伝播に対する抵抗が増加することの他に、粒界に偏析してこれを脆化させるP等の元素の濃度が細粒化により減少するからである。そのオーステナイトの細粒化に対しては、急速短時間加熱の処理である高周波焼入れが極めて有効である。また、オーステナイト粒の成長を抑制する析出物を形成するN、Al等の添加により一層細粒化が促進され、疲労強度の向上に有効である。

【0013】また、素材硬さを得るためには、焼入れ性を確保するとの観点から合金元素の添加が必要となる。これらの合金元素は歯車のサイズに応じて適正量添加すれば良い。

【0014】さらに、疲労強度を向上させるためには、上記したような素材硬さを確保するのみでは不十分であり、非金属介在物の低減も必要である。すなわち、素材硬度を確保することができても、酸化物系非金属介在物が存在すると、この部分から疲労破壊を生じ、極めて疲労強度が低下するからである。特に、アルミナのような

硬質な非金属介在物は有害であり、このためには含有酸素量(O量)の低減が必須である。本発明者らの検討によれば、O量を0.0015重量%以下にすることが少なくとも必要であるが、それのみでは不十分である。

【0015】さらに本発明者らが検討した結果、従来の浸炭処理材と同等の疲労強度を確保するためには、酸化物の個数およびサイズを限定することが必要なことが明らかとなった。非金属介在物が存在すると、これを起点として疲労破壊が進行することは先述したとおりであるが、非金属介在物が大きいほどその介在物に発生する応力集中の程度が顕著となり、疲労初期亀裂が容易に発生する。

【0016】また、その初期亀裂も、非金属介在物が大きく応力集中の程度が大きい程顕著である。大きな初期亀裂がいったん発生すると、疲労亀裂は迅速に進展して疲労破壊に至る。本発明者の検討によれば、従来の浸炭焼入れ材以上の疲労強度を確保するためには、 $19\mu\text{m}$ を越えるサイズの酸化物系非金属介在物が存在しないことが必要なことが解った。

【0017】更に、非金属介在物個数の影響を検討した結果、非金属介在物が $19\mu\text{m}$ 以下であっても、その個数が $2.5\text{個}/\text{mm}^2$ を越えて存在すると、従来の浸炭焼入れ材と同程度の疲労強度は得られないことが判明した。これは、非金属介在物が小さい場合、その部分より発生する初期亀裂は小さいが、これが成長すると他の非金属介在物より発生した疲労亀裂と合体して大きな疲労亀裂となり、その後急速に疲労亀裂は成長して短時間で疲労破壊に至るためである。

【0018】以上述べたとおり、疲労強度の確保のためには、O量の限定のみでなく酸化物系非金属介在物の個数およびサイズの制御が必須である。さらに、本発明者らは、酸化物系非金属介在物の量及びサイズを上記の範囲に低減する方法を検討した。その結果、鋼中のO量を 15ppm 以下に制限することにより、酸化物系非金属介在物の量は目標とする $2.5\text{個}/\text{mm}^2$ 以下に低減できることが判明したが、サイズについてはO量の規定のみでは不十分である。本発明者らは、鋳造時の鋳片サイズより最終的に鋼材に圧延する際の断面減少率が非金属介在物サイズと強い相関を持ち、当該断面減少率が増加するにしたがって非金属介在物サイズが減少することを見いだした。これは、圧延により、粗大な非金属介在物が機械的に碎かれることによるものである。その結果、目標とする $19\mu\text{m}$ 以下のサイズとするには、O量を 15ppm 以下に制御した鋼では、断面減少率として95%以上の圧下が必要なことが判明した。

【0019】一方、歯車の歯面部には、繰返し接触応力により、ピッチングと呼ばれる疲労損傷が生じる。これが生じると歯車は正常な機能を発揮することが困難となるので、歯面強度が必要とされる。

【0020】この歯面強度は、転動疲労試験との相関が

良好であり、この試験により評価することが可能である。ただし、歯車の場合には歯面部に相対すべりが発生するので、その摩擦により著しい温度上昇が生じる。この温度上昇により鋼材は軟化し、ヒッチングが発生する。これを抑制するためには、鋼の焼もどし軟化抵抗を高めるSi、Mo、V及びNb等の添加が有効であり、これらの添加により歯面強度を高めることができる。

【0021】また、軋動疲労寿命に関しては、疲労強度と同様に酸化物系非金属介在物の量及びサイズが影響するが、上記したC量の制御と共に鋳片より最終鋼材に圧延する際の断面減少率を制御することにより非金属介在物の量及びサイズを制御すれば、従来の浸炭鋼と同程度の軋動疲労寿命を確保することが判明した。

【0022】歯元に衝撃的な荷重が作用した場合、鋼材の衝撃特性が低いと歯元部より歯が折損し、歯車のみならず歯車の組み込まれている機械全体が回復が困難な損傷を受けるにいたる。このため衝撃特性は極めて重要な特性である。

【0023】衝撃特性に影響を及ぼす因子としてはC量が最も影響が大きい。しかし、浸炭プロセスを経て浸炭を施された部分のC濃度は約0.8重量%程度であるのに対し、高周波焼入により同等の鋼材硬さを得るために必要なC濃度は0.5～0.7重量%程度であるので、衝撃特性確保の観点からは高周波焼入が有利である。しかしながら、衝撃特性に影響を及ぼす因子はそればかりでなく、高周波焼入時のオーステナイト粒径及び粒界に偏析したP等の不純物元素も影響を及ぼすから、 γ 粒径細粒化及びP等の不純物元素の低減が衝撃特性向上の上でも有効である。

【0024】上述したように、Pは粒界に偏析して粒界を脆化させるから、これを低減することは歯元強度および衝撃特性の向上に有効である。しかし、Pの低減は製鋼工程におけるコスト上昇につながる。Pを低減することなく粒界偏析P量を低下させて粒界強度を高める手段として、結晶粒を細粒化して粒界面積を増やし、相対的な偏析P量を減少させるということが考えられる。この点に関して検討した結果、P含有量が0.020%までの場合においては、高周波焼入れ時のオーステナイト粒径を16 μ m以下にすれば、十分な歯元強度および衝撃特性が得られることがわかった。

【0025】上記したような歯車として必要とされる特性を確保するのみの対応では、高周波焼入による歯車の製造には不十分であり、加工性特に被削性の確保が重要である。この点については、浸炭プロセスの場合には、低C鋼が使用されるため、浸炭焼入前の状態では比較的高い被削性を持っているが、一方、高周波焼入プロセスの場合には浸炭鋼よりも高C化は必須であり、被削性確保の点で極めて不利である。そこで本発明者らは高C鋼における被削性に及ぼす諸因子を検討した結果、以下のような知見を得るに至った。すなわち、0.5% C以上

の鋼においては、快削性元素を一定とした場合、最も被削性に影響を及ぼす因子はそのミクロ組織である。特にフェライト量とパーライトの形態が最も顕著な影響を及ぼすことが解った。すなわち、高C鋼の場合、ミクロ組織としてはフェライト-パーライト組織となるが、フェライトが増加すると被削性は向上する。これは、フェライト量が増加することにより鋼材の硬さが減少すること及びフェライトが増加することにより、切削時の亀裂の発生部であるフェライト/パーライトの界面が増加して被削性が向上するのである。また、パーライトの形態も極めて大きな影響を及ぼす。すなわち、パーライトラメラが層状に良く発達した組織の場合、パーライト部の延性が高く、切削時の亀裂の発生部はフェライト/パーライトの界面に限定されるが、ラメラが発達していない組織の場合には、切削時に変形を受ける部分ではフェライト/パーライトの界面の他にパーライト中のセメントタイト/フェライト界面からも亀裂が容易に発生することになることにより、被削性が飛躍的に向上するのである。このような未発達のパーライトを形成させるためには、鋼中の合金元素の選択及び適正化が必要であり、変態点を低下させてラメラの層状化を促進するMn及びCrの低減が極めて効果的である。また、Moの添加はラメラの層状化を抑制し、セメントタイトの分断された組織を形成させるので被削性の向上に有効である。

【0026】さらに、本発明者らはそれらの鋼の製造方法を検討し、以下の知見をうるに至った。すなわち、鋼中に形成されるMnSは熱間圧延に伴って圧延方向に伸長するが、その程度は熱間圧延条件により異なる。MnSが伸長する結果、その伸長方向に対し直角方向から採取した疲労試験片により測定される疲労強度は極端に低下する。これは、伸長したMnSが疲労亀裂の起点となるためである。ところで、実際の歯車においてはMnSの伸長方向に直角に歯が形成されることが多く、MnSの伸長が実体の歯車の疲労強度を低下させるおそれがある。

【0027】また、MnSの形状は被削性にも影響を及ぼし、MnSの伸長が被削性を劣化させることは周知である。したがって、被削性及び疲労強度の一層の向上のためには熱間圧延時のMnSの伸長を抑制させる必要がある。

【0028】MnSの伸長抑制のために、Caの添加によりCaSを形成し伸長を抑制させるとの方法が知られているが、Caの添加は粗大なCa系の酸化物系非金属介在物を形成する。この結果、軋動疲労寿命を低下せるとの問題がある。そこで、本発明者らはMnSの形状に及ぼす熱間圧延時の加熱温度及び熱間圧延条件について検討した。その結果、以下の知見を得た。

【0029】熱間圧延時の加熱温度を上げるに伴ってMnSが一部固溶し、鋳片段階よりもMnSの粒径は減少する。これを熱間圧延すると、粒径の減少によりMnS

はより低温加熱の場合よりも伸長度は小さい。また、一旦固溶したMnSは圧延途中で比較的微細に再析出するので、鋼材の平均的なMnSの伸長程度は低温加熱の場合に比較して抑制される。加熱圧延前のMnSの形状に関して検討した結果、MnSがより伸長された形状の方がその後の圧延による伸長も大きいことが判明した。

【0030】圧延条件の影響を検討すると、最もMnSが伸長する領域は900～1000℃の温度領域であり、この温度よりも高い領域及び低い領域においてはその伸長の程度は小さいことが判明した。したがって、加熱温度を高め、圧延温度領域として900～1000℃の間を回避することによりMnSの伸長は顕著に改善でき、疲労強度及び被削性を改善できることが判明した。

【0031】本発明は、以上の知見をもとになされたものであり、その要旨とするところは以下の通りである。すなわち、本発明の高周波焼入用部品に係る発明は、重量比で、C：0.5～0.75%、Si：0.5～1.8%、Mn：0.4～1.5%、P：0.010～0.020%、S：0.020%以下、Al：0.019～0.05%、O：0.0015%以下、N：0.006～0.015%を含有し、さらに必要に応じて、Mo：0.05～0.5%、B：0.0003～0.005%、Ti：0.005～0.05%、Ni：0.1～1.0%およびV：0.05～0.5%、Nb：0.01～0.5%の少なくとも一種を含有し、残部Fe及び不可避の不純物よりなり、酸化物系非金属介在物個数が2.5/mm²以下でかつその最大サイズが19μm以下であることに加えて、高周波焼入れ時のオーステナイト粒径が16μm以下である鋼材よりなることを特徴とする。

【0032】本発明の製造方法に係る発明の要旨とするところは、重量比で、C：0.5～0.75%、Si：0.5～1.8%、Mn：0.4～1.5%、P：0.010～0.020%、S：0.020%以下、Al：0.019～0.05%、O：0.0015%以下、N：0.006～0.015%を含有し、さらに必要に応じて、Mo：0.05～0.5%、B：0.0003～0.005%、Ti：0.005～0.05%、Ni：0.1～1.0%およびV：0.05～0.5%、Nb：0.01～0.5%の少なくとも一種を含有し、残部Fe及び不可避の不純物よりなり、酸化物系非金属介在物個数が2.5/mm²以下でかつその最大サイズが19μm以下であることに加えて、高周波焼入れ時のオーステナイト粒径が16μm以下である鋼材を焼片より熱間圧延するに際して、当該焼片を1100～1250℃の温度領域に加熱し、1000℃以上の温度領域で圧延を終了することを特徴とする高周波焼入用部品の製造方法である。ここで、上記の鋼材を焼片より熱間圧延するに際して、当該焼片を1100～1250℃の温度

領域に加熱し1000℃以上の温度領域で第1段の圧延を終了し、さらに1050～1150℃の温度領域に加熱し1000℃以上の温度領域で第2段の圧延を終了することを特徴とするものとする。ことができる。

【0033】また、上記の鋼材を前記焼片から熱間圧延する際に、断面減少率が95%以上となる圧延を施すことを特徴とするものとする。ことができる。

【0034】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を述べる。まず、本発明に用いる鋼材の成分等の限定理由について説明する。

【0035】〔C：0.5～0.75%〕Cは高周波焼入により従来の浸炭鋼と同程度の表面硬さを得るために必須の成分であり、少なくとも0.5%以上の添加が必要である。しかし、0.75%を超えて添加すると、歯車に必要とされる衝撃特性及び被削性が劣化するので、0.75%までの添加とする。

【0036】〔Si：0.5～1.8%〕Siは焼もどし酸化抵抗を向上させる元素である。このことにより歯面強度を向上させるが、従来の浸炭プロセスによる歯車と同程度の歯面強度を確保するためには、少なくとも0.5%以上の添加が必要である。しかし、1.8%を超えて添加すると、フェライトの固溶硬化により硬さが上昇し被削性の低下を招くので1.8%以下の添加とする。

〔Mn：0.4～1.5%〕Mnは焼入性を向上させ、高周波焼入時の硬化深さを確保する上で必須の成分であり積極的に添加するが、0.4%未満の添加ではその効果に乏しい。一方、1.5%を超えて添加すると、高周波焼入後の残留オーステナイトを増加させることにより、かえって表面硬度を低下させ疲労強度及び転動疲労寿命を低下させるので1.5%以下の添加とする。

【0037】〔P：0.010～0.020%〕Pはオーステナイトの粒界に偏析し、粒界強度を低下させることにより歯元強度を低下させるばかりでなく、同時に衝撃特性を低下させるのでできるだけ低下させることが望ましいが0.020%まで許容される。0.010%未満とすると製鋼コストの上昇につながるため0.010%以下にすることは实际的ではない。また、0.020%以下の添加ならば、オーステナイト粒径を16μm以下とすることにより十分な歯元強度および衝撃特性が得られるため、0.010～0.020%の添加は許容される。

【0038】〔S：0.020%以下〕SはMnSを形成し、これが疲労破壊の起点となることにより疲労強度を低下させるが、他方でMnSは被削性を向上させる元素でもあるので0.020%以下の添加は許容される。

【0039】〔Al：0.019～0.05%〕Alは脱酸に有効な元素であり、低酸素化のために有用な元素であるとともに、Nと結合してAlNを形成し、これが

高周波加熱時のオーステナイト粒の成長を抑制する。これにより衝撃特性及び歯元疲労強度を向上させるので積極的に添加する。0.019%未満の添加ではその効果が小さく、一方0.05%を超えて添加してもその効果が飽和するので0.019~0.05%の添加とする。

【0040】[N:0.006~0.015%] NはAl、Tiと結合してAlN、TiNを形成する。これが高周波加熱時のオーステナイトの成長を抑制することにより、衝撃特性及び疲労強度を向上させるので積極的に添加するが、0.006%未満の添加では、高周波加熱時のオーステナイト粒径が本発明の目標とする16 μ m以下とならずに粒界に偏析するPによる粒界脆化が生じて、衝撃特性及び疲労強度が低下するため0.006%以上の添加とする。しかし、0.015%を超えて添加すると熱間変形能を低下させることにより連続鋳造時に鏡片の表面欠陥を著しく増加させるので0.015%以下の添加とする。

【0041】本発明においては、上記の化学組成の他に、さらにMo:0.05~0.5%、B:0.003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%の一種以上を含有させることができる。

【0042】これらの元素の作用及び限定理由は、以下の通りである。

[Mo:0.05~0.5%] Moは焼入性向上に有用な元素であり、焼入性を調整するために用いる。Moの添加は同時にパーライトの組織形態に著しい影響を及ぼし、セメンタイトが分断されたパーライトを形成する。この結果、被削性を著しく向上させる。また、Moは焼もどし軟化抵抗を向上させるので、歯面強度も向上させることができる。さらに、Moは粒界に偏析するP等の不純物元素を低減させることにより歯元強度及び衝撃特性を向上させる作用があり、本発明においては好適な元素であるので積極的に添加するが、0.05%未満の添加ではその効果が小さく、一方0.5%を超えて添加すると高周波焼入のような急速短時間の加熱ではオーステナイト中への溶解が困難な炭化物を形成するので0.05~0.5%の範囲の添加とする。

【0043】[B:0.0003~0.005%] Bは微量の添加で焼入性を向上させる元素であるので、その他の合金元素を低減させることができる。また、Bは粒界に優先的に偏析し、粒界に偏析するPの濃度を低減して歯元強度及び衝撃特性を著しく向上させる元素である。このためには0.0003%以上の添加が必要であるが、0.005%を超えて添加してもその効果は飽和するので0.005%以下の添加とする。

【0044】[Ti:0.005~0.05%] Bの焼入性向上効果はBが単独に存在する場合に顕著であるが、一方でBはNと結合しやすい元素であり、この場合

には上記した好適な効果が消失する。このBの焼入性向上効果を、B以上にNと結合しやすいTiを添加することにより十分発揮させることができるので、Tiをこのような場合に用いてもよい。もっとも0.005%未満の添加ではその効果は小さい。一方、0.05%を超えて添加するとTiNが多量に形成される結果、これが疲労破壊の起点となって歯元強度及び歯面強度を低下させるので0.05%未満の添加とする。

【0045】また、TiNは高周波加熱時のオーステナイト粒径を細粒化する作用があるので、Tiの単独添加のみでも歯面強度及び疲労強度を向上させる作用がある。この場合にもTi添加量としては0.005~0.05%の範囲が好適である。

【0046】[Ni:0.1~1.0%] Niはその添加により焼入性を向上させる元素であるのみでなく、衝撃特性を改善する元素であるので、焼入性を調整する場合または衝撃特性の改善が必要とされる場合に用いても良いが、0.1%未満の添加ではその効果が小さいので0.1%以上の添加とする。一方、Niは極めて高価な元素であるので、1.0%を超えて添加すると鋼材のコストが上昇し、本発明の目的に反するので1.0%未満の添加とする。

【0047】本発明においては、またさらに、V、Nbの一種以上を含有させることができる。これらの元素の作用を説明する。

【0048】高周波焼入プロセスを経る場合には、被処理材の中心部の硬さを確保するために、前熱処理として焼入焼もどし処理を施すのが一般的である。しかし、この熱処理はコストを増大させるので、なるべくこれを省略することが望ましい。前熱処理としての焼入を省略するには、高周波焼入前の素材硬さを上昇させておく必要がある。そのためには析出強化作用を有するV及びNbの添加が効果的である。

【0049】V及びNbの添加量の限定理由は次の通りである。

[V:0.05~0.5%] Vは析出強化作用の極めて強い元素であるので、高周波焼入前の前熱処理としての焼入焼もどし処理を省略する必要がある場合に添加するが、0.05%未満の添加ではその効果が小さく、一方、0.5%を超えて添加してもその効果が飽和するので0.05~0.5%の添加とする。

【0050】また、Vは鋼材の焼もどし軟化抵抗を向上させる元素であるから、歯面強度の向上に極めて有効でもある。

[Nb:0.01~0.5%] Nbは析出強化作用の極めて強い元素であるので、高周波焼入前の前熱処理としての焼入焼もどし処理を省略する必要がある場合に添加するが、0.01%未満の添加ではその効果が小さく、一方、0.5%を超えて添加してもその効果が飽和するので0.01~0.5%の添加とする。また、Nbの添

加は鋼材の焼もどし軟化抵抗を向上させる元素であるから、歯面強度の向上に極めて有効でもある。

【0051】また、本発明においては、疲労強度の確保のために、酸化物系非金属介在物の量（個数）およびサイズについて、それぞれ2.5個/mm²以下および19μm以下に規定する。この個数を越える酸化物系非金属介在物が存在すると、それぞれの非金属介在物より発生した疲労亀裂が合体して急速に疲労亀裂が進展し疲労破壊にいたる結果、目標とする疲労強度を確保する事が困難となるためである。また、サイズが19μmを越える酸化物系非金属介在物が存在すると、この非金属介在物より発生する初期亀裂が大きくなり、その結果急速に疲労亀裂が進展して早期に疲労破壊が生じるためである。

【0052】〔O:0.0015%以下〕上記の酸化物系非金属介在物の量およびサイズを上記した目標の値以下に制御するためには、アルミナ等の酸化物系非金属介在物を形成するOの量を低減する必要がある。このためには、少なくとも0.0015%以下にOの量を低減する必要がある。そこで本発明にあっては、鋼中の酸素含有量をO:0.0015%以下に限定する。

【0053】本発明において、高周波焼入れ時のオーステナイト粒径を16μm以下と規定する。その理由は次の通りである。オーステナイト粒径は、細粒となればなるほど、オーステナイト粒界に偏析して粒界脆化を引き起こすPの濃度が低下する。P含有量が0.020%以下のとき、オーステナイト粒径が16μmより大きい場合は、Pの粒界濃度が高まり粒界が脆化して十分な歯元強度および衝撃特性が得られない。逆に16μm以下とすれば、粒界の脆化がかなり軽減され、このことと細粒化の効果とが相まって十分な歯元強度および衝撃特性が得られる。このため、高周波焼入れ時のオーステナイト粒径を16μm以下と規定する。更に、本発明においては焼片より鋼材へ圧延時の断面減少率を95%以上とする。これも酸化物系非金属介在物のサイズを目標とする19μm以下とするためであり、95%未満の断面減少率では酸化物系非金属介在物のサイズの目標を達成できず早期に疲労破壊が生じるからである。

【0054】続いて、本発明の高周波焼入部品の製造条件の限定理由について説明する。本発明においては、MnSの伸長の抑制のために、熱間圧延時の加熱温度及び圧延条件を規定する。本発明の高周波焼入部品の製造にあたり熱間圧延の加熱温度を1100～1250℃とするのは、1100℃未満の温度ではMnSが全く固溶せず鋳造時の粗大なMnSのまま圧延されることになり、伸長が著しいためである。また、1250℃以下とするのは、この温度以上では部分的に粒界が溶融し、熱間変形能が低下するため熱間圧延が困難になるからである。また、圧延温度を1000℃以上とするのは、これを下回る温度域においては、MnSの伸長が顕著となるためである。

【0055】本発明の製造方法においては、鋳片より2回の圧延により最終形状に成形する場合もあり、その場合の熱間圧延温度条件についても規定するが、第1段の圧延温度については、上記と同一である。第2段の圧延温度条件については、第1段の圧延によりMnSが微細化されているので、加熱温度はMnSが固溶しない温度まで低下させてもよい。しかし、熱間圧延温度については1000℃を下回るとMnSの伸長が生じるので1000℃以上の温度で圧延する必要がある。すなわち、第2段加熱温度を1050とするのは、それを下回る温度では熱間圧延温度を1000℃以上に維持することが困難であるためであり、また上限を1250℃とするのはこれを越える温度では熱間変形能が低下し熱間圧延が困難となるためである。

【0056】以下、本発明を実施例に基づいて説明する。

（実施例1）この実施例は、高周波焼入用部品の材料鋼の化学組成や、オーステナイト粒径、非金属介在物の状態等と部品特性との関係を検討したものである。

【0057】表1に示す化学組成の鋼を転炉・連続鋳造プロセスにより溶製した。表中のNo.は試験No.と鋼No.とを兼ねている。

【0058】

【表1】

No.	化 学 组 成 (重量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Nb	Al	Ti	B	N	O
1	0.52	1.69	1.04	0.019	0.017	0	0	0	-	0.047	-	-	0.0103	0.0014
2	0.58	1.04	0.98	0.018	0.012	0	0	0	-	0.040	-	-	0.0113	0.0011
3	0.66	0.79	0.85	0.017	0.018	0	0	0	-	0.035	-	-	0.0108	0.0012
4	0.74	0.54	0.84	0.019	0.019	0	0	0	-	0.032	-	-	0.0146	0.0007
5	0.58	0.58	0.57	0.010	0.015	0	0.42	0	-	0.019	-	-	0.0099	0.0009
6	0.57	0.51	0.65	0.018	0.017	0	0.22	0	-	0.022	-	-	0.0102	0.0011
7	0.58	0.56	0.96	0.012	0.011	0	0.25	0	-	0.039	-	0.0021	0.0136	0.0014
8	0.61	0.55	1.01	0.020	0.016	0	0.29	0	-	0.026	0.005	0.0008	0.0120	0.0013
9	0.55	0.79	1.41	0.016	0.012	0	0	0	-	0.045	0.020	-	0.0123	0.0010
10	0.60	0.53	0.77	0.019	0.014	0.69	0.12	0	-	0.023	-	-	0.0085	0.0009
11	0.56	0.80	1.13	0.011	0.014	0	0	0.31	-	0.044	-	-	0.0129	0.0008
12	0.61	0.59	1.06	0.013	0.015	0	0.19	0.18	0.05	0.040	0.008	0.0035	0.0094	0.0015
13	0.52	1.69	1.04	0.019	0.017	0	0	0	-	0.047	-	-	0.0103	0.0014
14	0.58	0.56	0.96	0.012	0.011	0	0.25	0	-	0.039	-	0.0021	0.0136	0.0014
15	0.61	0.59	1.06	0.013	0.015	0	0.19	0.18	0.05	0.040	0.008	0.0035	0.0094	0.0015
16	0.58	1.04	0.98	0.018	0.012	0	0	0	-	0.040	-	-	0.0113	0.0011
17	0.57	0.51	0.65	0.018	0.017	0	0.22	0	-	0.022	-	-	0.0102	0.0011
18	0.60	0.53	0.77	0.019	0.014	0.69	0.12	0	-	0.023	-	-	0.0085	0.0009
19	0.74	0.54	0.84	0.019	0.019	0	0.25	0	-	0.032	-	-	0.0049	0.0007
20	0.83	0.64	0.66	0.012	0.012	0	0.29	0	-	0.031	-	-	0.0101	0.0010
21	0.42	0.70	0.65	0.011	0.016	0	0	0	-	0.035	-	-	0.0129	0.0011
22	0.71	0.23	0.72	0.015	0.013	0	0	0	-	0.033	-	-	0.0131	0.0014
23	0.53	0.62	1.62	0.019	0.017	0	0	0	-	0.040	-	-	0.0091	0.0013
24	0.55	0.60	0.67	0.021	0.017	0	0	0	-	0.025	-	-	0.0101	0.0009
25	0.57	0.56	0.58	0.018	0.021	0.78	0.25	0	-	0.045	-	-	0.0081	0.0009
26	0.55	0.54	0.88	0.014	0.019	0	0.15	0	-	0.008	-	0.0018	0.0147	0.0014
27	0.54	0.53	0.69	0.010	0.007	0	0.35	0	-	0.044	0.065	0.0010	0.0106	0.0010
28	0.62	0.84	0.89	0.017	0.012	0	0	0	-	0.026	0.018	-	0.0100	0.0017
29	0.22	0.24	0.87	0.013	0.014	0	0	0	-	0.027	-	-	0.0084	0.0011
30	0.22	0.01	0.44	0.011	0.013	0	0.47	0	-	0.022	-	-	0.0131	0.0010

【0059】鋳造時の抽片サイズは200×225mmであった。この鋳片をブランクダウン工程を経て150mm角ピレットに圧延したのち、所定の断面減少率（後述の表2に記載）で棒鋼に圧延した。これを845℃×30min焼入れ後、550℃で焼もどしの処理を施した。これらを素材として、直径8mm平滑の回転曲げ疲労試験片及び直径27mmの転動疲労試験片を作製し、15kHzの高周波焼入試験機により表面焼入をおこない、その後180℃×1hの焼もどし処理を行った。また、焼入焼もどし材に同一の高周波焼入処理焼入焼もどし処理を行い、この表面近傍より2mm10Rノッチの

衝撃試験片を作製した。

【0060】また転炉・連铸鋳造プロセスにて溶製し、上記と同じプロセスを経て表2に記載の断面減少率で圧延したSCM420鋼を用いて上記と同様の試験片を作製し、これらに930℃×4h（炭素ポテンシャル0.88）→焼入の浸炭処理を施し、180℃×2hの焼もどしを施した。

【0061】表2に圧延時の断面減少率、非金属介在物の個数、サイズ等の詳細を示す。

【0062】

【表2】

No.	試験片 粒径 (μm)	圧延	酸化物系非金属介在物		区 分
		断面減少率 (%)	個 数 (個/ mm^2)	サイズ (μm)	
1	10.7	99.0	2.2	7	発明例
2	14.6	"	2.1	9	"
3	15.0	"	2.2	6	"
4	11.1	"	0.9	10	"
5	15.8	98.4	1.1	15	"
6	14.0	"	1.4	13	"
7	13.0	"	1.8	9	"
8	10.7	"	1.8	14	"
9	10.1	97.2	1.0	17	"
10	15.8	"	1.2	16	"
11	10.9	"	0.7	19	"
12	11.8	"	2.3	14	"
13	11.2	94.1	1.5	21	比較例
14	13.5	"	0.7	30	"
15	12.7	"	1.6	34	"
16	17.1	99.0	2.1	9	"
17	18.4	98.4	1.4	13	"
18	19.6	97.2	1.2	16	"
19	20.7	99.0	0.9	10	"
20	15.8	99.0	1.8	10	"
21	10.5	"	2.0	12	"
22	15.9	"	2.2	19	"
23	12.6	"	1.9	15	"
24	13.4	"	1.3	9	"
25	11.8	"	1.4	11	"
26	20.6	"	2.4	18	"
27	13.1	"	2.0	11	"
28	15.4	"	3.0	19	"
29	12.0	98.4	1.8	15	従来例
30	13.3	"	1.4	14	従来例

【0063】これらの試料を用いて衝撃試験、回転曲げ疲労試験及び転動疲労試験を実施した。衝撃試験は、シャルピー衝撃試験機を用いて+20℃の条件により行った。

【0064】疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機を用いて常温で3600rpmの速度で実施した。転動疲

勞試験は、試験片に直径130mmのローラを押し付けることにより、3677MPaの接触応力を与え、表面にピッチングが生じるまでの時間で寿命を評価した。

【0065】これらの試験結果を表3に示す。

【0066】

【表3】

No.	衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度 (MPa)	転動疲労寿命 ($\times 10^6$)	区分
1	19.4	933	3.16	発明例
2	18.9	940	2.84	"
3	18.1	975	3.22	"
4	17.2	991	3.45	"
5	22.7	1016	4.91	"
6	23.0	1010	4.89	"
7	24.3	1026	4.80	"
8	23.5	1024	4.84	"
9	20.8	987	2.74	"
10	35.2	1021	4.78	"
11	19.7	973	4.82	"
12	20.4	1059	5.01	"
13	19.3	841	2.21	比較例
14	24.3	811	3.22	"
15	20.5	868	3.16	"
16	16.4	802	1.94	"
17	18.5	837	2.71	"
18	25.2	799	1.88	"
19	12.3	816	2.40	"
20	10.1	886	3.48	"
21	26.2	665	0.04	"
22	17.8	920	0.62	"
23	19.7	825	1.53	"
24	12.5	802	3.01	"
25	35.5	867	2.94	"
26	13.8	846	3.03	"
27	18.3	823	1.46	"
28	17.5	794	0.80	"
29	15.2	745	1.05	従来例
30	23.1	894	1.87	従来例

【0067】No. 1～No. 12は本発明例である。No. 29は従来例で、浸炭鋼として多用されているJIS SCr420相当鋼である。

【0068】No. 30も従来例で、JIS鋼を改良した高強度浸炭鋼である。No. 13～15は比較例で、圧延の際の断面減少率が本発明の範囲外であり、その結果酸化物系非金属介在物のサイズが本発明の範囲から外れている場合である。上記SCr420鋼よりは優れた特性を有しているが、本発明例に比較して疲労強度及び転動疲労寿命が劣化している。

【0069】No. 16～18の比較例は、オーステナイト粒径が本発明の範囲外の場合であり、本発明例に比較して衝撃値および疲労強度がかなり劣化している。No. 19～No. 28の比較例は、化学組成のいずれかが本発明の範囲外になっている。

【0070】すなわち、No. 19は、N量が本発明の範囲を下回る場合であり、オーステナイト粒径が粗大となった結果、衝撃値および疲労強度が本発明例に比べてかなり低下しており、No. 30の高強度浸炭鋼に比較してもそれらは劣っている。

【0071】No. 20は、C量が本発明の上限を超える場合であり、衝撃値が従来鋼よりも極端に低下してい

る。No. 21は、C量が本発明の範囲を下回る場合であり、表面硬さが低い結果、疲労強度及び転動疲労寿命の低下が著しく、SCr420よりもその特性は劣っている。

【0072】No. 22は、Si量が本発明の範囲を下回る場合であり、転動疲労寿命が極端に低下しており、SCr420より特性が低下している。No. 23は、Mn量が本発明の範囲を超える場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命が低下している。

【0073】No. 24は、P量が本発明の上限を超える場合であり、衝撃値及び疲労強度の低下が著しい。No. 25は、S量が本発明の上限を超える場合であり、疲労強度が低下している。

【0074】No. 26は、Al量が本発明を下回る場合であり、この結果AlN生成量が減少してオーステナイト粒径が粗粒となり、衝撃特性および疲労強度が低下している。特に衝撃値は、SCr420を下回っている。

【0075】No. 27は、Ti量が本発明の上限を超える場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命の低下が著しい。No. 28は、O量が本発明の上限を超える場合であり、その結果酸化物系非金属介在物の個数が多く、

疲労強度及び転動疲労寿命が極端に低下している。その値はSCr420よりも劣っている。

【0076】すなわち、本発明の範囲外の鋼の場合には、諸特性の内いずれかがSCr420あるいは高強度浸炭用鋼よりも低い値となっているのに対し、本発明鋼の場合はいずれの特性も従来浸炭鋼SC420よりも優れ、さらに高強度浸炭用鋼とほぼ同等またはそれ以上の値である。

【0077】(実施例2)この実施例は、高周波焼入用

部品の材料鋼の化学組成、オーステナイト粒径、非金属介在物等の材料条件に加えて、熱間圧延温度等の製造条件と部品特性との関係を検討したものである。

【0078】表4に示す組成の鋼を転炉-連続鋳造プロセスにより560×400mmのブルームに溶製した。表5に圧延の断面減少率、非金属介在物の個数、サイズ等の詳細を示す。

【0079】

【表4】

鋼 No.	化 学 組 成 (重量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Nb	Al	Ti	B	N	G
3 1	0.52	1.69	1.04	0.009	0.017	0	0	0	—	0.047	—	—	0.0033	0.0014
3 2	0.58	1.04	0.98	0.010	0.012	0	0	0	—	0.040	—	—	0.0 7	0.0011
3 3	0.66	0.79	0.95	0.007	0.018	0	0	0	—	0.035	—	—	0.0055	0.0012
3 4	0.74	0.54	0.84	0.008	0.019	0	0	0	—	0.032	—	—	0.0078	0.0007
3 5	0.58	0.58	0.57	0.005	0.015	0	0.42	0	—	0.019	—	—	0.0051	0.0009
3 6	0.57	0.51	0.65	0.004	0.017	0	0.22	0	—	0.022	—	—	0.0062	0.0011
3 7	0.58	0.56	0.96	0.008	0.011	0	0.25	0	—	0.039	—	0.0021	0.0041	0.0014
3 8	0.61	0.55	1.01	0.006	0.016	0	0.29	0	—	0.026	0.005	0.0008	0.0035	0.0013
3 9	0.55	0.79	1.41	0.005	0.012	0	0	0	—	0.045	0.020	—	0.0042	0.0010
4 0	0.60	0.53	0.77	0.015	0.014	0.69	0.12	0	—	0.023	—	—	0.0065	0.0009
4 1	0.56	0.60	1.13	0.008	0.014	0	0	0.31	—	0.044	—	—	0.0062	0.0008
4 2	0.51	0.59	1.06	0.007	0.015	0	0.19	0.18	0.05	0.040	0.008	0.0035	0.0045	0.0015
4 3	0.52	1.69	1.04	0.019	0.017	0	0	0	—	0.047	—	—	0.0103	0.0014
4 4	0.58	0.56	0.96	0.012	0.011	0	0.25	0	—	0.039	—	0.0021	0.0136	0.0014
4 5	0.51	0.59	1.06	0.013	0.015	0	0.19	0.18	0.05	0.040	0.008	0.0035	0.0054	0.0015
4 6	0.74	0.54	0.84	0.019	0.019	0	0.25	0	—	0.032	—	—	0.0040	0.0007
4 7	0.83	0.64	0.66	0.008	0.012	0	0.29	0	—	0.031	—	—	0.0046	0.0019
4 8	0.42	0.70	0.65	0.010	0.016	0	0	0	—	0.035	—	—	0.0051	0.0011
4 9	0.71	0.23	0.72	0.006	0.013	0	0	0	—	0.032	—	—	0.0062	0.0014
5 0	0.53	0.62	1.62	0.007	0.017	0	0	0	—	0.040	—	—	0.0054	0.0013
5 1	0.55	0.60	0.67	0.020	0.017	0	0	0	—	0.025	—	—	0.0061	0.0009
5 2	0.57	0.56	0.58	0.006	0.028	0.78	0.25	0	—	0.045	—	—	0.0057	0.0009
5 3	0.55	0.54	0.68	0.008	0.019	0	0.15	0	—	0.008	—	0.0018	0.0030	0.0014
5 4	0.54	0.53	0.60	0.010	0.007	0	0.35	0	—	0.044	0.065	0.0010	0.0063	0.0010
5 5	0.62	0.84	0.89	0.007	0.012	0	0	0	—	0.026	0.018	—	0.0049	0.0017
5 6	0.22	0.24	0.87	0.011	0.014	0	0	0	—	0.027	—	—	0.0118	0.0011
5 7	0.22	0.01	0.44	0.009	0.013	0	0.47	0	—	0.022	—	—	0.0129	0.0010

【0080】

【表5】

鋼 No.	圧 延	酸化物系非晶質介在物	区 分	
	断面減少率 (%)	個 数 (個/mm ²)		サイ ズ (μm)
3 1	99.0	2.2	7	発明例
3 2	"	2.1	9	"
3 3	"	2.2	6	"
3 4	99.0	0.9	10	"
3 5	98.4	1.1	15	"
3 6	"	1.4	13	"
3 7	"	1.8	9	"
3 8	"	1.8	14	"
3 9	97.2	1.0	17	"
4 0	"	1.2	18	"
4 1	"	0.7	19	"
4 2	"	2.3	14	"
4 3	94.1	1.5	21	比較例
4 4	"	0.7	30	"
4 5	"	1.6	34	"
4 6	99.0	0.9	10	"
4 7	"	1.8	10	"
4 8	"	2.0	12	"
4 9	"	2.2	19	"
5 0	"	1.9	15	"
5 1	"	1.3	9	"
5 2	"	1.4	11	"
5 3	"	2.4	18	"
5 4	"	2.0	11	"
5 5	"	3.0	19	"
5 6	98.4	1.8	15	従来例
5 7	"	1.4	14	従来例

【0081】なお、表中のNo. 31～57は試料鋼のNo.である。このブルームを後述の表6に示す熱間圧延条件により直径100mmの棒鋼に圧延した。この素材より、圧延方向の直角方向及び圧延方向より直径30mmの素材を作製し、これを845℃×30min焼入れ処理した後、550℃焼もどしの処理を施した。これらを素材として、直径8mm平滑の転曲げ疲労試験片及び直径27mmの転動疲労試験片を作製し、15kHzの高周波焼入試験機により表面焼入をおこない、その後180度℃×1hの焼もどし処理を行った。

【0082】また、直径30mmの焼入焼もどし材に同一の高周波焼入処理焼入焼もどし処理を行い、この表面近傍より2mm10Rノッチの衝撃試験片を作製した。一方、転炉・連続プロセスにて溶製し、直径90mmの棒鋼に圧延後、その棒鋼より直径30mmの素材を切削

加工により作製したSCr420鋼を用いて上記と同様の試験片を作製し、これらに930℃×4h（炭素ポテンシャル0.88）→焼入の浸炭処理を施した後、180℃×2hの焼もどしを行った。

【0083】これらの試料を用いて衝撃試験、回転曲げ疲労試験及び転動疲労試験を、実施例1の場合と同一の条件で実施した。また、熱間圧延のままの状態では超硬工具P10を用いて、切り込み2mm、送り0.25mm/rev、切削速度200/minの条件で切削試験を行った。被削性は、逃げ面摩耗が0.2mmに達するまでの切削時間（工具寿命）により評価した。

【0084】本第2の実施例の試験No. 2-1～2-39の各試験の結果を表6及び表7に示す。

【0085】

【表6】

試験 No.	鋼 No.	熱間圧延条件		衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度 (MPa)		起動疲労寿命 ($\frac{1}{4}H \times 10^6$)	工具寿命 (min)	γ 粒徑 (μm)	区 分
		加熱温度 (°C)	圧延仕上げ (°C)		L 方向	C 方向				
2-1	3 1	1205	1053	19.4	933	925	3.16	32	10.7	発明例
2-2	3 2	1134	1021	18.9	940	928	2.84	33	14.6	"
2-3	3 3	1219	1065	18.1	975	966	3.22	31	15.0	"
2-4	3 4	1210	1096	17.2	991	981	3.45	31	11.1	"
2-5	3 5	1163	1048	22.7	1016	1033	4.91	41	15.8	"
2-6	3 6	1143	1016	23.0	1010	998	4.89	43	14.0	"
2-7	3 7	1139	1099	24.3	1020	1012	4.80	40	13.0	"
2-8	3 8	1215	1098	23.5	1024	1010	4.84	38	10.7	"
2-9	3 9	1138	1099	20.8	987	975	2.74	31	10.1	"
2-10	4 0	1183	1092	35.2	1021	1011	4.78	36	15.8	"
2-11	4 1	1204	1107	19.7	973	965	4.82	31	10.9	"
2-12	4 2	1157	1046	20.4	1059	1047	5.01	31	11.8	"
2-13	3 1	963	873	19.3	933	696	3.16	28	10.7	比較例
2-14	3 2	991	870	18.9	940	710	2.84	28	14.6	"
2-15	3 3	960	859	18.2	975	723	3.22	27	15.0	"
2-16	3 4	990	863	17.4	991	745	3.45	26	11.1	"
2-17	3 5	1041	974	22.7	1016	762	4.91	36	15.8	"
2-18	3 6	1014	998	22.8	1010	766	4.89	38	14.0	"
2-19	3 7	1047	974	24.3	1020	771	4.80	35	13.0	"
2-20	3 8	1057	949	23.4	1024	769	4.84	33	10.7	"
2-21	3 9	988	912	20.7	987	746	2.74	27	16.1	"
2-22	4 0	974	906	35.1	1021	762	4.78	31	15.8	"
2-23	4 1	1002	935	19.5	973	738	4.82	26	10.9	"
2-24	4 2	960	865	20.5	1039	784	5.01	27	11.8	"

【0086】

【表7】

試験 No.	鋼 No.	熱間圧延温度条件		衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度 (MPa)		転動疲労寿命 ($\times 10^6$)	工具寿命 (min)	γ 粒径 (μ m)	区 分
		加熱温度 (°C)	圧延仕上げ (°C)		L 方向	C 方向				
2-25	43	1128	1014	19.3	841	834	2.21	32	11.2	比較例
2-26	44	1140	1041	24.3	811	804	3.22	40	13.5	"
2-27	45	1154	1074	20.5	868	860	3.16	31	12.7	"
2-28	46	1154	1011	12.3	890	880	3.40	31	20.7	"
2-29	47	1116	1044	10.1	886	1873	3.48	26	15.8	"
2-30	48	1176	1076	26.2	665	656	0.04	42	10.5	"
2-31	49	1211	1063	17.8	920	909	0.62	32	15.9	"
2-32	50	1114	1017	19.7	825	813	1.53	31	12.6	"
2-33	51	1150	1082	12.5	802	793	3.01	41	13.4	"
2-34	52	1215	1075	35.5	867	855	2.94	30	11.8	"
2-35	53	1171	1088	13.8	846	834	3.03	41	20.6	"
2-36	54	1180	1027	18.3	823	813	1.46	40	12.1	"
2-37	55	1188	1020	17.5	794	780	0.80	32	15.4	"
2-38	56	1154	1023	15.2	745	737	1.05	31	12.0	従来例
2-39	57	1188	1028	23.1	894	881	1.87	31	13.3	従来例

【0087】表中の鋼No. 31～57は、表4の鋼No. に対応している。試験No. 2-1～2-12は本発明例である。試験No. 2-13～2-24は、化学組成は本発明の範囲内であるが、熱間圧延条件が本発明の範囲外の場合である。

【0088】試験No. 2-25～2-37は、化学組成が本発明の範囲外あるいは圧延の際の断面減少率が本発明の範囲外であり、その結果、酸化物系非金属介在物のサイズが本発明の範囲から外れている場合である。

【0089】試験No. 2-38、39は従来例であり、試験No. 2-38は浸炭鋼として多用されているJIS SCr420相当鋼である。また、試験No. 39はJIS鋼を改良した高強度浸炭鋼である。

【0090】試験No. 2-1～No. 2-12の本発明例は、浸炭鋼SCr420に比べて衝撃特性、疲労強度、転動疲労寿命および被削性のいずれにおいても優れている。

【0091】一方、試験No. 2-13～2-24の比較例は、本発明例に比較しC方向の疲労強度が低下しており、従来鋼のSCr420よりも低くなっている。この事実は、熱間圧延条件が本発明を満足しないとSCr420と同等の特性を確保することは困難であることを示している。

【0092】試験No. 2-25～2-37は、化学組成あるいは酸化物系非金属介在物の規定が本発明の範囲外の場合であり、衝撃特性、疲労強度、転動疲労寿命および被削性のうちのいずれか、あるいは複数の特性がSCr420よりも劣っている。

【0093】すなわち、本実施例によれば、本発明の範囲外の鋼の場合には、諸特性のうちのいずれかがSCr420あるいは高強度浸炭用鋼よりも低い値となっているのに対し、本発明鋼の場合はいずれの特性も従来浸炭鋼SCr420よりも優れ、さらに高強度浸炭用鋼とほぼ同等またはそれ以上の値であることが明らかである。

【0094】(実施例3) この実施例は、高周波焼入用部品の材料鋼の製造条件、特に第1段、第2段と二段圧延を行った場合について、部品特性との関係を検討したものである。

【0095】表4に示す化学組成の鋼(鋼No. 31～57)を、転炉・連続鋳造プロセスにより560×400mmのブルームに溶製した。このブルームを表7に示す熱間圧延条件により150mm角ビレットに圧延し、さらに熱間圧延により直径50mmの棒鋼に圧延した。この素材より、圧延方向の直角方向及び圧延方向より直径30mmの素材を作製し、これを845℃×30min焼入れ後、550℃で焼もどしの処理を施した。これらを素材として、直径8mm平滑の回転曲げ疲労試験片及び直径27mmの転動疲労試験片を作製し、15kHzの高周波焼入試験機により表面焼入をおこない、その後180℃×1hの焼もどし処理を行った。また、直径30mmの焼入焼もどし材に同一の高周波焼入処理焼入焼もどし処理を行い、この表面近傍より2mm10Rノッチの衝撃試験片を作製した。

【0096】また、上記と同一のプロセスで製造したSCr420を用いて、上記と同様の試験片を作製し、こ

れらに930℃×4h(炭素ポテンシャル0.88)一焼入の浸炭処理を施した後、180℃×2hの焼もどしを行った。

【0097】これらの試料を用いて衝撃試験、回転曲げ疲労試験及び転動疲労試験を、実施例1の場合と同一の条件で実施した。また、熱間圧延のままの状態では超硬工具P10を用いて、切り込み2mm、送り0.25mm

／rev、切削速度200／minの条件で切削試験を行った。被削性は、逃げ面摩耗が0.2mmに達するまでの切削時間(工具寿命)により評価した。

【0098】本第3の実施例の試験No. 3-1～3-51の各試験の結果を表8及び表9に示した。

【0099】

【表8】

試験 No.	鋼 No	第1段熱間圧延条件(℃)		第2段熱間圧延条件(℃)		衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度(MPa)		転動疲労寿命 (10^6)	工具寿命 (min)	7 粒徑 (μm)
		加熱温度	圧延上げ	加熱温度	圧延上げ		L 方向	C 方向			
3-1	3 1	1127	1109	1058	1010	18.4	840	828	3.18	32	10.7
3-2	3 2	1181	1090	1087	1051	18.9	846	836	2.86	33	14.6
3-3	3 3	1239	1062	1057	1021	18.2	883	882	3.23	31	15.0
3-4	3 4	1160	1011	1113	1084	17.3	1001	991	3.43	30	11.1
3-5	3 5	1240	1061	1135	1085	22.7	1024	1010	4.91	42	15.8
3-6	3 6	1221	1075	1086	1039	23.2	1028	1014	4.93	43	14.0
3-7	3 7	1145	1113	1068	1019	24.5	1030	1019	4.82	40	13.0
3-8	3 8	1142	1088	1121	1075	23.7	1042	1028	4.80	38	10.7
3-9	3 8	1189	1047	1063	1014	21.0	980	976	2.72	31	10.1
3-10	4 0	1205	1118	1109	1080	35.4	1036	1023	4.77	37	15.8
3-11	4 1	1143	1011	1107	1082	19.7	988	975	4.78	32	10.9
3-12	4 2	1130	1111	1060	1010	20.4	1078	1067	4.98	31	11.8
3-13	3 1	1005	857	1089	1039	18.5	949	898	3.18	28	10.7
3-14	3 2	975	829	1137	1080	19.1	843	887	2.88	28	14.6
3-15	3 3	1053	1006	1103	1056	18.2	887	717	3.25	26	15.0
3-16	3 4	1833	984	1059	1014	17.2	1000	732	3.46	26	11.1
3-17	3 5	953	916	1076	1030	22.8	1019	745	4.87	34	15.8
3-18	3 6	944	894	1092	1046	23.2	1011	730	4.91	37	14.0
3-19	3 7	1030	983	1058	1009	24.4	1046	771	4.84	32	13.0
3-20	3 8	952	906	1125	1080	23.6	1027	742	4.87	32	10.7
3-21	3 8	1054	1005	1100	1051	20.9	991	733	2.75	27	10.1
3-22	4 0	1031	981	1081	1014	35.3	1024	750	4.80	30	15.8
3-23	4 1	1034	886	1141	1092	19.8	989	726	4.84	26	10.9
3-24	4 2	1033	887	1082	1036	20.5	1062	777	5.02	27	11.8

【0100】

【表9】

試験 No.	鋼 No.	第1段熱間圧延条件(℃)		第2段熱間圧延条件(℃)		衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度(MPa)		起動疲労寿命 (1/f) × 10 ⁶	工具寿命 (min)	γ 粒径 (μm)
		加熱温度	圧延上げ	加熱温度	圧延上げ		L方向	C方向			
3-25	31	1191	1088	1018	908	19.5	939	697	3.14	29	10.7
3-26	32	1113	1108	948	900	19.1	944	705	2.81	29	14.6
3-27	33	1158	1038	1014	965	18.3	977	732	3.19	27	15.0
3-28	34	1126	1089	984	918	17.3	993	753	3.43	27	11.1
3-29	35	1197	1015	984	938	22.8	1017	755	4.88	36	15.8
3-30	36	1143	1090	952	904	23.2	1012	768	4.88	38	14.0
3-31	37	1117	1040	978	930	24.4	1027	778	4.79	34	13.0
3-32	38	1132	1035	958	912	23.6	1033	779	4.87	34	10.7
3-33	39	1228	1069	1002	957	20.9	1004	750	2.76	28	10.1
3-34	40	1141	1010	945	899	35.3	1040	786	4.80	31	15.8
3-35	41	1177	1072	1026	980	18.9	984	738	4.79	27	10.9
3-36	42	1238	1085	1014	965	20.5	1093	834	4.98	28	11.8
3-37	43	1145	1095	1070	1024	18.4	852	843	2.21	32	11.2
3-38	44	1190	1104	1071	1025	24.4	825	813	3.21	40	13.5
3-39	45	1232	1069	1137	1091	20.5	869	857	3.17	31	12.7
3-40	46	1186	1086	1111	1063	12.4	905	895	3.40	31	20.7
3-41	47	1129	1058	1142	1094	10.1	894	883	3.47	26	15.8
3-42	48	1195	1057	1087	1040	26.3	872	863	0.04	42	10.5
3-43	49	1238	1064	1135	1087	18.0	938	929	0.82	32	15.9
3-44	50	1138	1108	1132	1084	19.8	828	821	1.52	31	12.6
3-45	51	1167	1116	1062	1013	12.6	811	799	3.00	41	13.4
3-46	52	1142	1064	1096	1049	35.5	875	864	2.94	31	11.8
3-47	53	1163	1118	1962	1013	13.9	856	844	3.03	41	20.6
3-48	54	1233	1093	1143	1095	18.5	825	816	1.47	40	13.1
3-49	55	1159	1062	1077	1028	17.6	796	786	0.50	32	15.4
3-50	56	1154	1023	1154	1023	15.4	751	744	1.36	31	12.0
3-51	57	1189	1028	1189	1028	23.1	908	897	1.85	31	13.3

【0101】表中の試験No. 3-1~3-12は本発明例である。いずれの特性もSCr420よりも高く、高強度浸炭鋼と同等以上の特性を有する例もある。本発明例の二段熱間圧延を適用すれば、高周波焼入により浸炭鋼と同等以上の特性を得ることが可能なことが明らかである。

【0102】試験No. 3-13~3-24は第1熱間圧延の条件が本発明の範囲外にある場合である。また、試験No. 3-25~3-36は第2段熱間圧延の条件が本発明の範囲外の場合である。いずれの場合も、本発明例に比較するとC方向の疲労強度の低下が著しく、SCr420に比較しても値が低くなっているものがある。

る。また、被削性も本発明例に比較して低下しており、本発明の熱間圧延条件を適用することにより被削性も向上させることが可能なことが判る。

【0103】試験No. 3-37~3-39は、酸化物系非金属介在物の規定が、また試験No. 3-40~3-49は化学組成が、それぞれ本発明の範囲外にある場合である。本発明例に比較して、いずれかの特性あるいは複数の特性が著しく低下していることがわかる。

【0104】以上述べたように、本発明を適用することにより、歯車の製造プロセスを、浸炭鋼より生産性の高

い高周波焼入に変更することが可能となり、歯車の製造コストの低減に資するところ大である。

【0105】

【発明の効果】本発明によれば、鋼の化学組成、酸化物系非金属介在物の個数及びサイズを規制し、かつ二次加工プロセスにおける熱間鍛造条件を規定することにより、従来は浸炭プロセスで製造される高強度の歯車等の機械部品に生産性の良い高周波焼入れを適用することが可能となり、その結果、浸炭品と同等以上の特性を有する部品を容易に量産できるという効果を奏する。